



Welded ferritic stainless steel tube having excellent tube expanding workability**Publication number:** CN100513610 (C)**Publication date:** 2009-07-15**Inventor(s):** NAOTO ONO [JP]; TOSHIO TANOUE [JP]; FUMIO FUDANOKI [JP]; TADASHI KOMORI [JP]; SHUJI YAMAMOTO [JP]**Applicant(s):** NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLE [JP]**Classification:****- international:** C22C38/00; C22C38/00**- European:****Application number:** CN20058004781 20051219**Priority number(s):** JP20040370616 20041222**Also published as:** CN1918313 (A)
 JP2006176824 (A)

Abstract not available for CN 100513610 (C)

Abstract of corresponding document: JP 2006176824 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a welded ferritic stainless steel tube which is free from tube expanding working crack and constriction occurring in a base material part at eccentric tube expanding working to at least two times the diameter of a tube stock and has excellent tube expanding workability. ; **SOLUTION:** The welded ferritic stainless steel tube is: (1) a welded ferritic stainless steel tube in which elongation in a circumferential direction of the base material part of the welded tube is $\geq 15\%$; (2) a welded ferritic stainless steel tube which has a composition containing, by mass, 0.001 to 0.015% C, 0.001 to 0.020% N, 11 to 25% Cr, 0.01 to 2.0% Mo, 0.05 to 0.6% of either or both of Ti and Nb and 0.0003 to 0.0030% B and also has $\geq 30\%$ elongation in a direction to be a circumferential direction of the tube stock for the welded tube and ≥ 1.5 average Lankford value. ; **COPYRIGHT:** (C)2006,JPO&NCIP

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200580004781.0

[51] Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

B60K 15/04 (2006.01)

C22C 38/32 (2006.01)

C21D 6/00 (2006.01)

B21C 37/16 (2006.01)

C21D 9/08 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009 年 7 月 15 日

[11] 授权公告号 CN 100513610C

[51] Int. Cl. (续)

B60K 13/04 (2006.01)

C21D 9/50 (2006.01)

[22] 申请日 2005.12.19

[21] 申请号 200580004781.0

[30] 优先权

[32] 2004.12.22 [33] JP [31] 370616/2004

[32] 2005.1.12 [33] JP [31] 005023/2005

[86] 国际申请 PCT/JP2005/023691 2005.12.19

[87] 国际公布 WO2006/068258 日 2006.6.29

[85] 进入国家阶段日期 2006.8.11

[73] 专利权人 新日铁住金不锈钢株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 小野直人 田上利男 札轩富美夫

小森唯志 山本修治

[56] 参考文献

JP7-286239A 1995.10.31

JP2000-326079A 2000.11.28

JP7-266072A 1995.10.17

JP2002-155345A 2002.5.31

WO2004/065032A1 2004.8.5

审查员 周 珑

[74] 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

代理人 陈建全

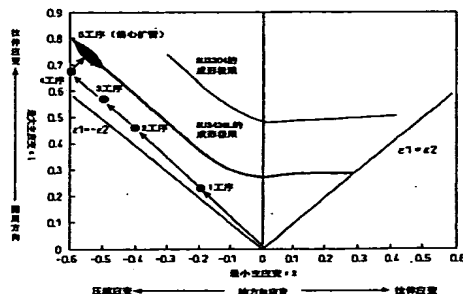
权利要求书 2 页 说明书 14 页 附图 5 页

[54] 发明名称

扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管

[57] 摘要

本发明提供一种铁素体系不锈钢管，其以质量%计含有 C 0.001 ~ 0.015%、N 0.001 ~ 0.020%、Cr11 ~ 25%、Mo0.01 ~ 2.0%、Ti或Nb 的 1 种或多种 0.05 ~ 0.5%、B 0.0003 ~ 0.0030%、余量由 Fe 以及不可避免的杂质组成，对于作为焊管原料板材时的圆周方向的延伸率为 30% 或以上、平均 r 值为 1.5 或以上的原料板材，经实施成形、焊接以及按周长计为 0.5 ~ 2.0% 的矫正、并根据需要施以 700 ~ 850℃ 的退火，而形成成为焊接区与母材区的维氏硬度之差为 10 ~ 40、(焊接区焊道厚度/母材区壁厚) 为 1.05 ~ 1.3、焊管母材区的圆周方向的延伸率为 15% 或以上。



1. 一种扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：对于铁素体系不锈钢焊管，在成形、焊接后施以按周长计为 0.5~2.0%的矫正后或者前述矫正后于 700~850℃下进行退火后的焊管母材区的圆周方向的延伸率为 15%以上。

2. 根据权利要求 1 所述的扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：所述铁素体系不锈钢焊管以质量%计分别含有 0.05~0.5%的 Ti、Nb 中的 1 种或 2 种，在焊接区的维氏硬度 HV_w 与母材区的维氏硬度 HV_M 的硬度之差 ΔHV 为 10~40 的范围，焊接区的焊道厚度 T_w 与母材区的壁厚 T_M 之比 RT 为 1.05~1.3。

3. 根据权利要求 2 所述的扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：其以质量%计进一步含有 C: 0.001~0.015%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~1.0%、P: 0.01~0.03%、S: 0.0005~0.010%、N: 0.001~0.020%、Cr: 11~25%、Mo: 0.01~2.0%、B: 0.0003~0.0030%，且使用下述的原料板材：在焊管原料板材的将要成为圆周方向的方向的延伸率为 30%以上、平均兰克福特值为 1.5 以上。

4. 根据权利要求 1 所述的扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：其以质量%计含有 C: 0.001~0.015%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~1.0%、P: 0.01~0.03%、S: 0.0005~0.010%、N: 0.001~0.020%、Cr: 11~25%、Mo: 0.01~2.0%、Ti 或 Nb 的 1 种或 2 种各 0.05~0.5%、B: 0.0003~0.0030%、余量由 Fe 以及不可避免的杂质组成，且使用下述的原料板材：在焊管原料板材的将要成为圆周方向的方向的延伸率为 30%以上、平均兰克福特值为 1.5 以上。

5. 权利要求 1~4 的任何一项所述的焊管的制造方法，其特征在于：在成形和焊接后，施以按周长计为 0.5~2.0%的矫正。

6. 根据权利要求 5 所述的焊管的制造方法，其特征在于：在成形、

焊接、矫正后，于 700～850℃进行退火。

扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管

技术领域

本发明涉及汽车排气系部件和汽车燃料系部件的燃烧给油管等的扩管加工严格的、且高温氧化和附着溶雪剂等引起的腐蚀以及高温盐害腐蚀严重的用途所使用的铁素体系不锈钢焊管，防止包括基管径的 2 倍或更多的偏心加工在内的母材和焊接区或焊接区附近的母材发生的扩管加工裂纹。

背景技术

铁素体系不锈钢，由于热膨胀系数较小，因此被用于反复受加热和冷却的汽车排气系部件。而且，最近在寒冷地区于附着溶雪剂时的应力腐蚀裂纹敏感性较低，故也开始适用于汽车燃料系部件的燃料给油管。这些部件多数是薄壁的焊管，且被施以弯曲加工、胀凸加工以及扩管加工等。特别作为燃料给油管，如特开 2002-242779 号公报指出的那样，为了谋求防锈性能，作成整体管材且可偏心扩管，有时施以基管径的 2 倍或更多的加工，对使用的管材要求优良的扩管性。

面对这些要求，作为加工性优良的铁素体系不锈钢管，如特开平 6-41689 号公报所述，规定原材料在轧制方向与轧制垂直的方向的兰克福特（lankford）值（r 值）；又如特开平 5-277769 号公报所述，提出激光焊前的预热和消除内面焊道多余高度，或然后压下焊接区以消除多余高度的制造方法；再如特开平 7-265941 号公报、特开平 7-266072 号公报、特开平 7-286239 号公报、特开平 8-257777 号公报、以及特开 2000-326079 号公报所述，无辊轧的制管法与激光焊接相组合，规定激光焊机的输出功率与制管速度、无辊轧的制管法的弯辊半径与板厚的关系和矫正条件，调整母材区与焊接区的硬度差，或者调整激光焊接区的 C、N、O 量和夹

杂物，提高焊接区的臃凸加工性、扩管性以及弯曲加工性。但是，只调整原材料的材质、焊道的形状和焊道的硬度，难以承受基管的2倍或更多、且伴随偏心扩管的非常严格的扩管加工。

另一方面，关于原材料，由于使用环境变得严峻、寿命等耐久性的提高要求等，要求耐蚀性、耐高温盐害性、抗氧化性、高温强度以及热疲劳的提高，Cr、Mo、Nb等合金元素含量有提高的趋势，但这对加工性是不优选的方向，所以要求使用性能和加工性兼备的焊管原材料。

发明内容

本发明是鉴于这样的现状而提出的，其目的在于：提供在包括基管的2倍或更多倍的偏心加工在内的扩管加工中防止母材所产生的扩管加工裂纹、和焊接区或焊接区附近的母材所产生的裂纹、且扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管。

本发明者为了达成上述目的，研讨了扩管加工中的焊管的变形行为、以及扩管性与母材特性的关系，获得了如下的见解：为了使通过多道工序进行的扩管性提高、得到包括偏心扩管工序在内的基管的2倍或更多的扩管性，在得到原料板材的特性与制管后的母材区的特性的同时，保持母材和焊接区的硬度或焊道厚度所产生的强度平衡是非常重要的。其要旨如下：

(1) 一种扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：对于铁素体系不锈钢焊管，经成形、焊接、矫正后在焊管母材区的圆周方向的延伸率为15%或以上。

(2) 一种扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊管，其特征在于：对于以质量%计分别含有0.05~0.5%的Ti、Nb中的1种或2种的铁素体系不锈钢焊管，在焊接区的维氏硬度 HV_w 与母材区的维氏硬度 HV_M 的硬度之差 $\Delta HV (=HV_w - HV_M)$ 为10~40的范围，焊接区的焊道厚度 T_w 与母材区的壁厚 T_M 之比 $RT (=T_w/T_M)$ 为1.05~1.3。

(3) 上述(1)或(2)所述的扩管加工性优良的铁素体系不锈钢焊

管,其特征在于:其以质量%计含有 C: 0.001~0.015%、Si: 0.01~1.0%、Mn: 0.01~1.0%、P: 0.01~0.03%、S: 0.0005~0.010%、N: 0.001~0.020%、Cr: 11~25%、Mo: 0.01~2.0%、Ti 或 Nb 中的 1 种或 2 种各 0.05~0.5%、B: 0.0003~0.0030%、余量由 Fe 以及不可避免的杂质组成,且使用下述的原料板材:在焊管原料板材的将要成为圆周方向的方向的延伸率为 30%或以上、平均兰克福特值 (r 值) 为 1.5 或以上。

(4) 根据 (1) ~ (3) 的任何一项所述的焊管的制造方法,其特征在于:在成形和焊接后,施以按周长计为 0.5~2.0%的矫正。

(5) 根据 (4) 所述的焊管的制造方法,其特征在于:在成形、焊接、矫正后,于 700~850℃进行退火。

附图说明

图 1 是偏心扩管加工的加工应变轨迹。

图 2 是偏心扩管区看到的裂纹和缩颈的形态。

图 3 是圆周方向的延伸率与偏心扩管加工中发生缩颈和裂纹的关系。

图 4 是扩管加工中裂纹的形态。

图 5 表示扩管加工状况和焊接区的维氏硬度 HV_w 与母材区的维氏硬度 HV_M 的硬度之差 $\Delta HV (=HV_w - HV_M)$ 为 10~40 的范围时的焊接区的焊道厚度 T_w 与母材区的壁厚 T_M 之比 $RT (=T_w/T_M)$ 的关系。

图 6 表示焊管的焊道与母材区的硬度之差 ΔHV 和周长矫正量的关系 (SUS436L/TIG 焊管 ($\phi 25.4\text{mm} \times 0.8\text{mm t}$))。

图 7 表示焊管的焊道与母材区的硬度之差 ΔHV 和热处理温度的关系 (SUS436L/TIG 焊管 ($\phi 25.4\text{mm} \times 0.8\text{mm t}$))。

具体实施方式

以下详细说明本发明。通常,如图 1 所示那样,用冲孔进行的多道工序的偏心扩管加工中,焊管在各工序通过由与冲头的摩擦而产生的管

轴方向的应力，一边在管轴方向受到压缩变形和在管圆周方向受到拉伸变形，一边被扩管加工。而且，在伴随偏心扩管加工の場合，偏心区被臃凸、局部地受轴方向以及圆周方向的拉伸变形，尤其圆周方向的应变是拉伸应变而且很大，因此认为，为了偏心扩管成形，确保圆周方向的延伸率是重要的。

在这样的加工中，如果焊管母材区的延展性不足，则图 2 所示，在偏心扩管区的臃凸部产生沿着轴方向的缩颈和裂纹。这样的缩颈和裂纹，对于重要的安全保障部件的汽车燃料系部件的燃料给油管而言，是不允许的缺陷。对偏心扩管区的裂纹与焊管母材的延展性的关系进行了研究，结果清楚表明：偏心扩管区的裂纹与焊管圆周方向的延伸率有关，如图 3 所示那样，为了抑制缩颈和裂纹，焊管圆周方向的延伸率为 15%或以上是有必要的，圆周方向的延伸率为 10%~15%的焊管发生缩颈，延伸率为 10%或以下的焊管出现裂纹。并且，为了确保圆周方向的延伸率为 15%或以上，在用辊轧成形和辊压成形而成为开口管状时，使用尽可能地以低应变的成形的方法和通过制管后热处理减低制管应变、确保延展性等的手段是有必要的。而且，关于焊管母材区在圆周方向的延伸率，在圆周方向切断并展开后，根据 JIS13 号 B 切取拉伸试片平行区，对两端焊接夹持部后进行拉伸试验，测定总延伸率。

关于焊管原料板材，对于整体应变和局部应变，为了抑制母材裂纹和抑制裂纹的扩展，优选使用应当成为圆周方向的方向的延伸率为 30%或以上、平均兰克福特值为 1.5 或以上的铁素体系不锈钢带。而且，它们所使用的不锈钢板原料板材优选使用添加了 Ti、Nb 的高纯度铁素体系不锈钢。

在焊管的焊接区与母材区的强度平衡不合适的情况下，产生裂纹。如图 4 所示那样，在与母材区相比焊接区的强度较低的情况下，于焊接区发生轴方向（纵向）裂纹。另一方面，在与母材区相比焊接区的强度过高的場合，焊接区在管轴方向的位移比母材小、在扩管区的管端焊接区成为臃凸的形状，由于焊接区与母材区在管轴方向的位移量的差值，

两者之间的剪切变形增大,从焊接区附近的母材区在斜方向上产生裂纹。并且,前提是,焊接区为不存在由于焊接咬边和对接形状不良引起的局部厚度薄于母材的部位的焊接区的形状,焊接区形状存在上述那样的不良的场合,在焊接区于轴方向产生裂纹。

从前,保持焊接区和母材区的强度平衡、作为使焊管的加工性提高的方法,如特开平 7-265941 号公报等提出的那样,调整制造条件以使得母材硬度与焊接区硬度之差为 10~80,但是本发明者发现,在多段的扩管加工中只单一地调整焊接区强度(硬度)不能得到焊接区与母材区的适宜的强度平衡,除了焊接区硬度以外,将焊接区焊道厚度控制在适宜的范围是必要的。

而且,对于上述母材,为了调节焊接区硬度以及焊道厚度,在成形时轧辊配置和压缝道次辊(fin pass roll)间隔、挤压辊间隔等的成形条件、和由成形后的定径(sizing)进行的矫正量以及随后的热处理条件是重要的。

以下,对本发明使用的焊管的具体的成分组成进行说明。

C、N: C、N 在大量添加时使成形性和耐蚀性劣化,并且为了使它们固定所要求的 Ti 量增加,因此它们的上限是,C 为 0.015%、N 为 0.020%。考虑到精炼成本,它们的下限是,C、N 均确定在 0.001%。

Si: Si 是作为脱氧元素使用的元素,在超过 1.0%时成形性显著降低,因此上限确定为 1.0%。在考虑精炼工序成本的场合,0.01%是不可避免混入的水平,因此将其确定为下限。

Mn: Mn 在多量添加的场合,成形性降低,因此上限确定为 1.0%。在考虑精炼工序成本的场合,0.01%是不可避免混入的水平,因此将其确定为下限。

P: P 由于固溶强化使成形性降低,因此上限确定为 0.03%。对于下限,由于选择原料等使炼钢成本增加,因此下限确定为 0.01%。

S: S 在大量添加时由于夹杂物等使耐蚀性劣化,因此上限确定为 0.010%。考虑炼钢成本,下限确定为 0.0005%。

Cr: Cr 是为了确保作为不锈钢的基本特性的耐蚀性所必要的元素。在汽车燃料系部件中所需要的 Cr, 在形成涂层的情况下, 下限为 11%, 而由于使成形性降低或者提高产品的成本或者使制造性劣化, 因此其上限确定为 25%。

Mo: Mo 也是使不锈钢的耐蚀性提高的元素。上限与 Cr 一样, 从成形性和成本方面考虑确定为 2.0%, 其下限作为不可避免的水平确定为 0.01%。

Ti、Nb: 通过添加 0.05 质量%或以上、优选为添加 0.1%或以上, 与 C、N 结合, 降低固溶于钢中的 C、N, 提高延伸率和 r 值, 可以得到使加工性提高的效果。并且通过使 C 成为 Ti、Nb 的碳化物使其稳定化, 在焊接热影响区抑制 Cr 碳化物的析出, 能够提高抗晶间腐蚀性。另一方面, 过剩地添加由于固溶和析出而提高钢的强度, 或者添加 Ti 由于夹杂物而出现发生瑕疵的问题, 或者添加 Nb 在制造工序由于 Nb 系析出物的析出而抑制再结晶和晶粒长大、不能得到延伸率和 r 值, 因此它们的上限确定为 0.5%。

B: B 是使二次加工性提高的元素, 在扩管加工后的各种加工中抑制二次加工裂纹。为了得到其效果, 0.0003%或以上是有必要的, 因此将其确定为下限。又由于使材料的延伸率和 r 值等成形性劣化, 因此其上限确定为 0.0030%。

其次, 将使用 SUS436L/0.8mmt、1.0mmt 的钢带通过辊轧成形、并以各种制管条件、矫正条件、热处理条件制造 $\phi 25.4\text{mm}$ 的 TIG 焊管、滚对焊管。对制造的各焊管, 用多段冲头经 4 道工序 ($\phi 30$ 、 $\phi 38$ 、 $\phi 45$ 、 $\phi 51$) 进行扩管加工, 根据全部工序中有无裂纹, 用评价扩管性的结果进行说明。

为了求出焊管的硬度差 ΔHV , 用显微维氏硬度计以 500g 荷重并以 0.5mm 或 0.2mm 间隔测定焊接区的维氏硬度, 取其平均值。并且, 母材区的维氏硬度, 除了焊接区以外, 对全周以 45° 间隔用 500g 荷重测定 7 点, 以其平均值进行评价。

关于壁厚之比，以焊接区最厚的部位作为焊接区壁厚，母材区以测定母材区维氏硬度的部位 7 点的平均值作为母材壁厚，进行评价。

对焊接区的维氏硬度 HV_W 与母材的维氏硬度 HV_M 的硬度之差 ΔHV ($=HV_W - HV_M$)、以及焊接区的焊道厚度 T_W 与母材区的壁厚 T_M 之比 RT ($=T_W/T_M$) 与扩管加工性评价结果的关系进行观察，如图 5 中●所示那样，硬度差 ΔHV 不足 10 或硬度差 ΔHV 为 10~30，其壁厚比 RT 不足 1.05 的场合，在扩管加工中于焊接区的轴方向（纵向）出现裂纹。

其次，如图 5 中▲所示那样，在硬度差 ΔHV 为 10~30、或硬度差 ΔHV 大于 30、壁厚比大于 1.3 的场合，由于管轴方向位移量之差，两者之间的剪切应变增大，从焊接区附近的母材区沿倾斜方向发生裂纹。

另一方面，如图 5 中◇所示那样，在硬度差 ΔHV 为 10~40 的范围、壁厚比 RT 为 1.05~1.3 的范围，尽管出现微小的裂纹，但基管的 2 倍的扩管加工是可能的，为了将微小裂纹抑制在现有程度，如图 5 中□所示那样，在硬度差 ΔHV 优选为 10~30 的范围，壁厚比 RT 优选为 1.1~1.25 的范围。

其次，就成形、焊接后的周长矫正量（（矫正前周长—矫正后周长）/矫正前周长） $\times 100$ （%）的限定范围进行描述。如图 6 所示那样，在周长矫正量不足 0.5% 时，焊接区的硬度增加较小，不能得到扩管加工所要求的上述焊接区强度。另一方面，在周长矫正量大于 2.0% 的场合，焊接区硬度是足够高的，但是母材区的硬度增加也大，母材区的加工性劣化增大。因此，成形、焊接后的周长矫正量为 0.5~2.0% 是必要的。

最后，运用图 7 就成形、焊接、矫正后的热处理温度的限定范围进行描述。热处理可回复由成形、焊接、矫正引起的应变后的母材成形性，调整焊接区与母材区的强度平衡。在此，于不足 700℃ 时该回复引起的母材的成形性回复不充分，失去热处理的意义。另一方面，在高于 850℃ 的场合，焊接区的强度（硬度）下降，变得与母材区相同程度，不能得到扩管加工所要求的焊接区强度和母材强度的平衡。因此，在进行成形、焊接、矫正后的热处理时，热处理温度优选为 700~850℃ 的范围。

实施例

(实施例 1)

使用表 1 所示成分的 1.0mm 厚钢板,按照表 2 所示那样使成形条件、制管后矫正量、热处理温度变化,而制造 $\phi 25.4\text{mm}$ 的 TIG 焊管、滚对焊管。对制造的焊管,用多段冲头的 5 道工序偏心扩管(对 $\phi 25.4\text{mm}$ 焊管,扩管为 $\phi 30$ 、 $\phi 38$ 、 $\phi 45$ 、 $\phi 51$ 、 $\phi 51$ 偏心扩管(偏移量 13mm)),进行多段扩管加工,通过全部工序中无裂纹评价扩管性。此外,经这样严格的扩管加工也会发生以焊接区为起点的裂纹,因此适宜地控制焊道的强度等进行制造。

[表 1]

	钢种	成分 (质量%)										延伸率 (%)	平均 r 值	备注	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	Nb	N				B
本 发 明 例	A	0.004	0.09	0.14	0.024	0.0018	17.3	1.15	0.23	-	0.011	0.007	34	1.9	
	B	0.005	0.08	0.12	0.022	0.0025	17.4	0.51	0.22	-	0.012	0.008	35	1.7	
	C	0.008	0.47	0.35	0.018	0.0034	11.2	0.03	0.24	-	0.013	0.011	37	1.8	
	D	0.013	0.48	0.11	0.025	0.0024	19.2	0.05	-	0.42	0.013	0.005	31	1.5	
	E	0.004	0.17	0.14	0.025	0.0035	19.2	1.89	0.14	0.26	0.014	0.009	32	1.8	
	F	0.006	0.10	0.12	0.023	0.0025	22.3	1.62	0.18	0.30	0.011	0.005	30	1.7	
	G	0.009	0.96	0.95	0.02	0.0021	13.9	0.47	0.15	0.30	0.009	0.007	31	1.5	
比较例	H	0.085	0.03	0.70	0.032	0.023	16.7	-	-	-	0.032	-	28	1.1	SUS430

—: 偏离本发明范围的数据

※1: 作为焊管, 在成形-焊接的情况下应当成为圆周方向的方向的延伸率 (%)

※2: 在轧制方向、与轧制垂直的方向、与轧制成 45° 的方向的 r 值分别为 r₀、r₉₀、r₄₅ 的情况下,

平均 r 值 =
$$\frac{r_0 + r_{90} + 2 r_{45}}{4}$$

[表 2]

	No.	钢种	成形方法	焊接方法	定径率 (%)	制管后热处理	圆周方向延伸率 (%)	偏心扩管性
本发明例	1	A	辊轧成形(低应变)	TIG	0.5	无	28	○
	2	A	辊轧成形(低应变)	ERW	1.5	无	15	○
	3	B	辊轧成形(低应变)	TIG	0.7	无	25	○
	4	B	辊轧成形(低应变)	ERW	1.0	无	21	○
	5	C	辊轧成形(低应变)	TIG	0.8	无	23	○
	6	C	辊轧成形(低应变)	ERW	1.2	无	18	○
	7	D	辊轧成形(低应变)	TIG	0.7	无	22	○
	8	D	辊轧成形(低应变)	ERW	0.5	无	26	○
	9	E	辊轧成形(低应变)	TIG	1.3	无	17	○
	10	E	辊轧成形(低应变)	TIG	0.7	无	24	○
	11	F	辊轧成形(低应变)	TIG	0.5	无	23	○
	12	F	辊轧成形(低应变)	TIG	0.6	无	24	○
	13	G	辊轧成形(低应变)	TIG	0.8	无	21	○
	14	G	辊轧成形(低应变)	TIG	0.5	无	25	○
	15	A	辊轧成形	TIG	1.5	800℃	23	○
	16	B	辊轧成形	TIG	1.8	850℃	24	○
	17	C	辊轧成形	TIG	0.9	750℃	28	○
	18	D	辊轧成形	TIG	1.2	800℃	22	○
	19	E	辊轧成形	TIG	0.5	800℃	23	○
	20	F	辊轧成形	TIG	0.7	800℃	21	○
	21	G	辊轧成形	TIG	0.8	800℃	23	○
比较例	22	A	辊轧成形	ERW	1.0	无	11	△
	23	B	辊轧成形	ERW	1.1	无	13	△
	24	C	辊轧成形	TIG	1.0	500℃	14	△
	25	D	辊轧成形	TIG	0.9	600℃	9	×
	26	E	辊轧成形	TIG	0.8	无	8	×
	27	F	辊轧成形	TIG	1.2	无	6	×
	28	G	辊轧成形	TIG	0.9	无	11	△
	29	H	辊轧成形	TIG	0.5	750℃	14	×
	30	H	辊轧成形	TIG	0.5	800℃	17	×
	31	H	辊轧成形(低应变)	TIG	0.5	无	13	×

○：成形良好；△：发生缩颈；×：发生裂纹

对表 2 所示那样的各种焊管的偏心扩管性进行评价的结果是,对于如 No.1~14 那样具有本发明范围的成分和原材料特性的高纯度铁素体钢,通过使特开 2002-239626 号公报等的交错配置的孔型辊的辊间隔超过孔型辊外径的 1 倍且不大于 2 倍那样地配置,进行成形过程的弯曲和反弯,可能使成形应变降低。具体地说,辊外径 50mm、辊间隔 52mm 的孔型辊 10 段沿着制管方向交错配置成形。关于这样的低应变的制管后的定径量,通过以周长比将定径率控制在 1.5%或以下,能够确保圆周方向的延伸率为 15%或以上、没有看到偏心扩管区的缩颈和裂纹,得到充分的偏心扩管性。而且,关于 No.15~21 那样的经通常辊轧成形而得到的制管材,在制管、定径后通过在 700~850℃进行热处理,延展性得以恢复、圆周方向延伸率为 15%或以上,没有看到偏心扩管区的缩颈和裂纹,得到充分的扩管性。另一方面,如 No.22~28 那样的低应变制管和定径量而没有进行热处理等的场合、或者热处理温度较低的场合,圆周方向延伸率 15~10%的焊管,在其偏心扩管区看到缩颈的发生,圆周方向延伸率为 10%或以下的材料出现裂纹,显然,不能作为汽车等的重要安全部件使用。

另一方面, No.29~31 的钢种 H (SUS430) 作为原材料时,材料的延伸率和 r 值较低,焊接区的特性劣化,因此母材偏心扩管区和焊接区发生裂纹,作为严格的偏心扩管用材料不能使用。

(实施例 2)

使用表 3 所示成分的钢板,使成形条件、制管后矫正量、热处理温度变化,制造 $\phi 25.4\text{mm}$ 或 $\phi 28.6\text{mm}$ 的 TIG 焊管、滚对焊管 (ERW)。对制造的焊管,用多段冲头的 4 道工序 ($\phi 25.4\text{mm}$ 的焊管扩管为 $\phi 30$ 、 $\phi 38$ 、 $\phi 45$ 、 $\phi 51$; $\phi 28.6\text{mm}$ 的焊管扩管为 $\phi 38$ 、 $\phi 45$ 、 $\phi 51$ 、 $\phi 58$) 进行扩管加工,通过全部工序中有无裂纹评价扩管性,其结果示于表 4。

[表 3]

钢种	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Nb	N	备注
A	0.004	0.09	0.14	17.3	1.15	0.23	—	0.011	SUS436L YUS436S
B	0.005	0.08	0.12	17.4	0.51	0.22	—	0.012	YUS432
C	0.008	0.47	0.35	11.2	—	0.24	—	0.013	YUS409D
D	0.013	0.48	0.11	19.2	—	—	0.42	0.013	YUS180
E	0.004	0.17	0.14	19.2	1.89	0.14	0.26	0.014	YUS190
F	0.006	0.10	0.12	22.3	1.62	0.18	0.30	0.011	YUS220M
G	0.009	0.96	0.95	13.9	0.47	0.15	0.30	0.009	YUS450MS
H	0.070	0.16	0.61	16.2	—	—	—	0.020	SUS430
I	0.016	0.45	0.12	19.3	—	—	<u>0.59</u>	0.019	YUS180M

[表 4]

	No	钢种	焊接方法	直径 (mm)	板厚 (mm)	周长 矫正量 (%)	热处理 温度 (℃)	焊接区与母 材的硬度差 ΔHV	焊道与母材 厚度比 T_r/T_s	扩管性
本发明例	1	A	TIG	25.4	0.8	1.5	800	25	1.15	○
	2	A	TIG	25.4	1.0	0.8	-	20	1.10	○
	3	A	ERW	25.4	0.8	1.0	-	28	1.08	○
	4	A	ERW	28.6	1.0	1.5	750	32	1.08	○
	5	B	TIG	25.4	0.8	0.5	850	11	1.15	○
	6	B	TIG	25.4	1.0	1.8	800	32	1.20	○
	7	B	ERW	28.6	1.0	0.7	-	22	1.10	○
	8	C	TIG	25.4	0.8	0.5	700	10	1.23	○
	9	C	ERW	25.4	1.0	1.5	-	32	1.18	○
	10	C	ERW	28.6	1.0	0.7	-	20	1.10	○
	11	D	TIG	25.4	0.8	1.8	800	30	1.15	○
	12	D	ERW	28.6	1.0	1.0	-	28	1.08	○
	13	E	TIG	25.4	1.0	2.0	800	33	1.20	○
	14	E	ERW	28.6	1.0	0.7	800	20	1.10	○
	15	F	TIG	25.4	0.8	1.0	-	25	1.11	○
	16	F	ERW	28.6	0.8	1.1	800	20	1.10	○
	17	G	TIG	25.4	0.8	1.1	800	20	1.12	○
	18	G	ERW	25.4	1.0	1.0	750	23	1.08	○
比较例	19	H	TIG	25.4	1.0	1.0	850	45	1.20	× × (2工序)
	20	H	ERW	25.4	0.8	0.5	800	50	1.15	× × (3工序)
	21	I	TIG	25.4	1.0	0.8	800	25	1.21	× × (3工序)
	22	I	ERW	28.6	1.0	0.7	800	25	1.18	× × (4工序)
	23	A	TIG	25.4	1.0	0.2	-	3	1.05	× (2工序)
	24	B	ERW	28.6	1.0	0.3	800	8	1.08	× (3工序)
	25	C	TIG	25.4	0.8	0.2	800	5	1.15	× (2工序)
	26	D	TIG	28.6	0.8	0.3	800	5	1.20	× (3工序)
	27	E	TIG	25.4	1.0	0.4	800	6	1.30	× (3工序)
	28	F	ERW	28.6	1.0	0.3	-	8	1.20	× (2工序)
	29	A	TIG	25.4	1.0	1.2	900	4	1.35	× (3工序)
	30	B	TIG	25.4	0.8	1.9	900	4	1.42	× (2工序)
	31	C	ERW	25.4	1.0	0.9	900	8	1.10	× (2工序)
	32	D	ERW	28.6	1.0	0.8	950	7	1.12	× (3工序)
	33	E	ERW	28.6	1.0	1.1	950	5	1.10	× (3工序)
	34	F	ERW	28.6	1.0	1.8	950	5	1.07	× (2工序)
	35	G	TIG	28.6	1.0	1.9	900	6	1.18	× (3工序)
	36	A	TIG	25.4	0.8	0.8	800	20	1.04	× (2工序)
	37	B	ERW	25.4	0.8	0.7	800	18	1.35	× × (2工序)
	38	C	ERW	28.6	1.0	0.8	800	21	1.38	× × (2工序)
	39	D	TIG	25.4	1.0	1.0	800	23	1.04	× (3工序)
	40	E	TIG	28.6	0.8	0.6	800	15	1.33	× × (3工序)
	41	F	TIG	25.4	0.8	1.2	800	25	1.35	× × (2工序)
	42	G	ERW	28.6	1.0	0.7	800	18	1.03	× (2工序)

○：微小裂纹(裂纹<3mm=；◎：无裂纹；×：焊接区纵向裂纹；××：焊接区母材附近斜方向裂纹。

下划线部分：偏离本发明范围的条件

对不同钢种、不同制造条件的焊管的扩管性进行评价的结果是，本发明范围内的成分、焊接区维氏硬度与母材维氏硬度的硬度差、以及母材与焊道厚度之比的 No.1~18，与焊接方法和管尺寸无关，管端部没有裂纹或者裂纹很小，能够没有问题地进行基管的 2 倍或更多的扩管加工。

另一方面，成分偏离本发明范围的 No.19~22，焊接区的硬度增高，母材区的加工性劣化，因此从焊接区附近的母材斜方向产生裂纹。由于制管后的矫正量和退火条件不同，焊接区与母材硬度差 ΔHV 较小的 No.23~35，于扩管工序的 2 或 3 工序的初期过程，发生焊接区纵向裂纹。

焊道较薄或者较厚的 No.36~42，在焊道较厚时，于焊接区附近的母材发生斜方向裂纹；在焊道较薄时，于焊接区发生纵向裂纹。

如以上叙述那样，本发明可以提供耐受汽车排气系和燃料系部件等的严峻的使用环境的、扩管性优良的且偏心扩管加工中无母材裂纹的铁素体系不锈钢焊管。

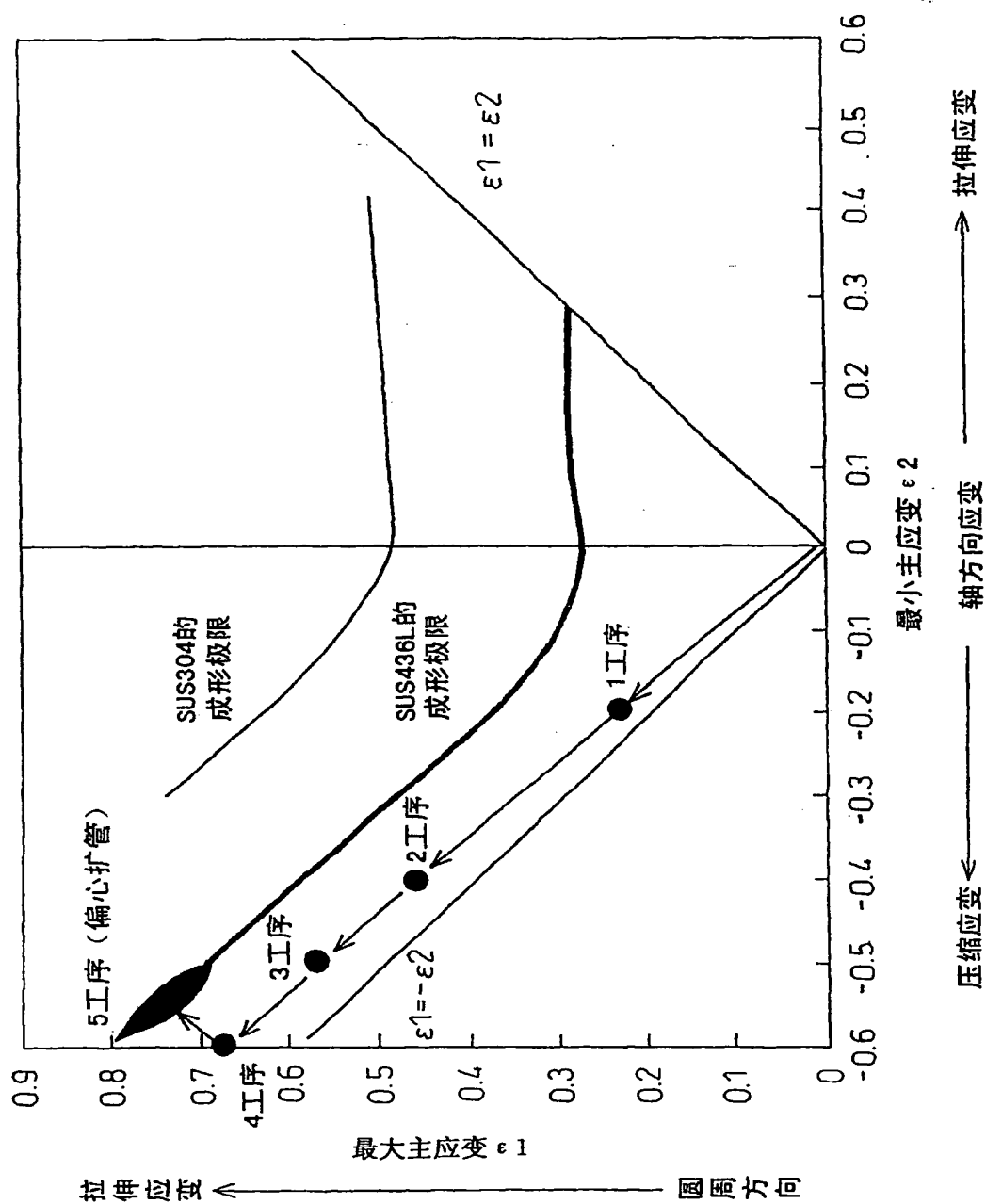


图1

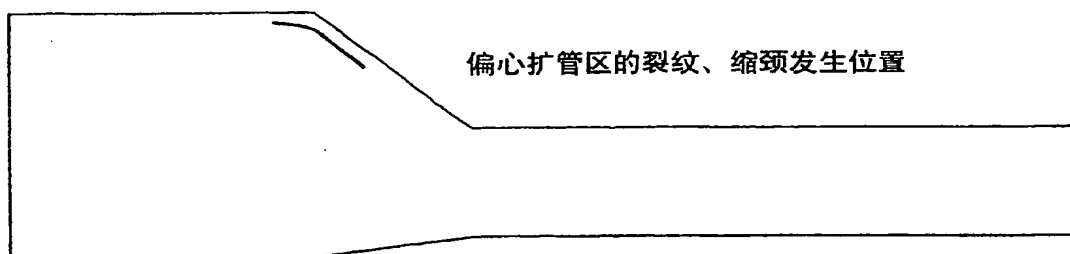


图2

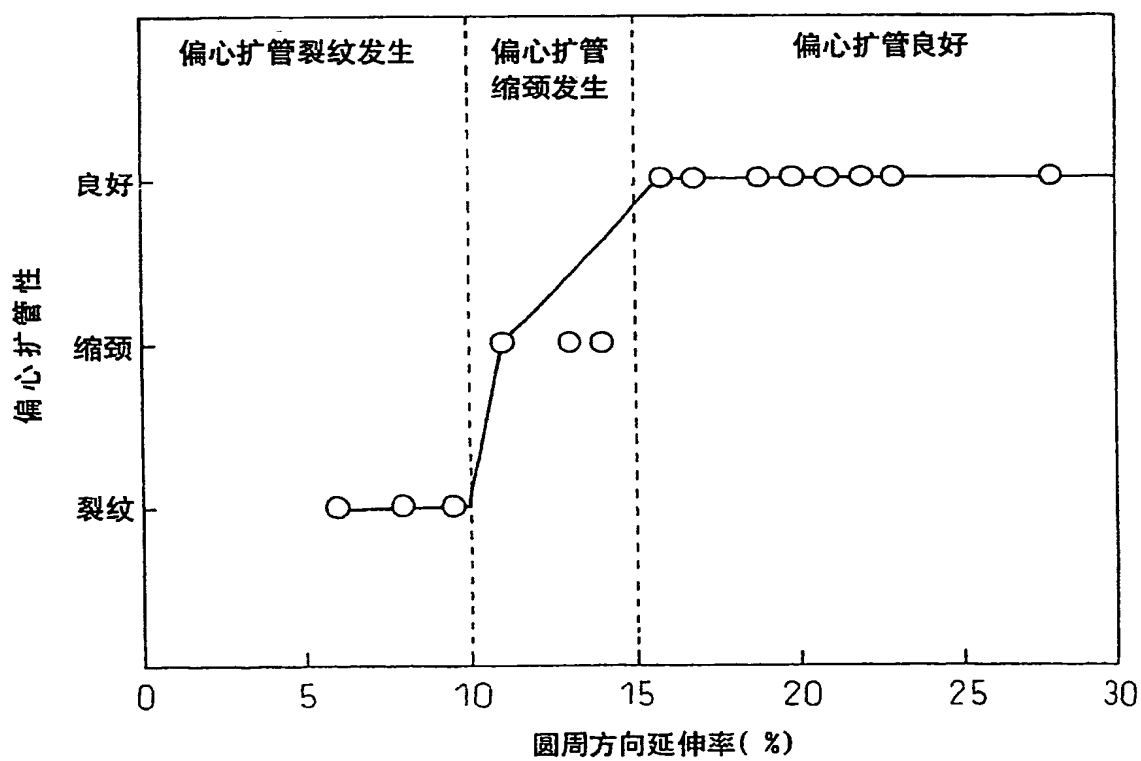
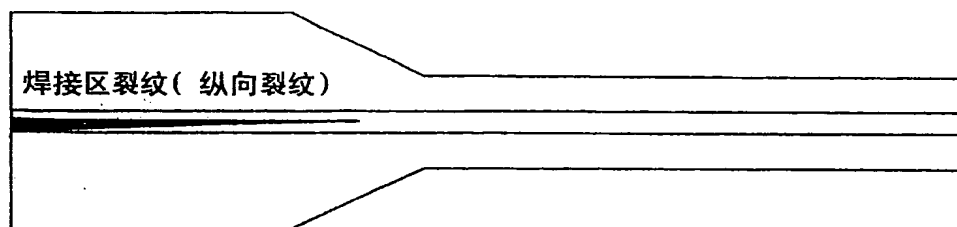


图3

(1) 焊接区强度 < 母材区强度



(2) 焊接区强度 > 母材区强度

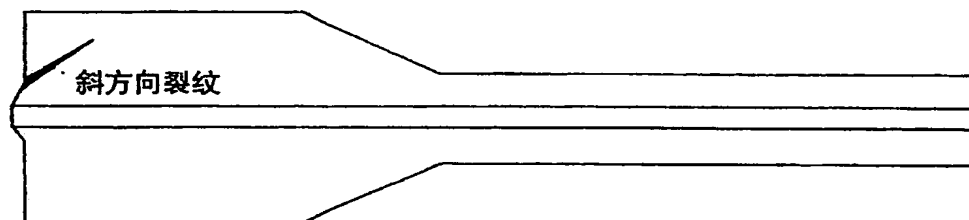


图4

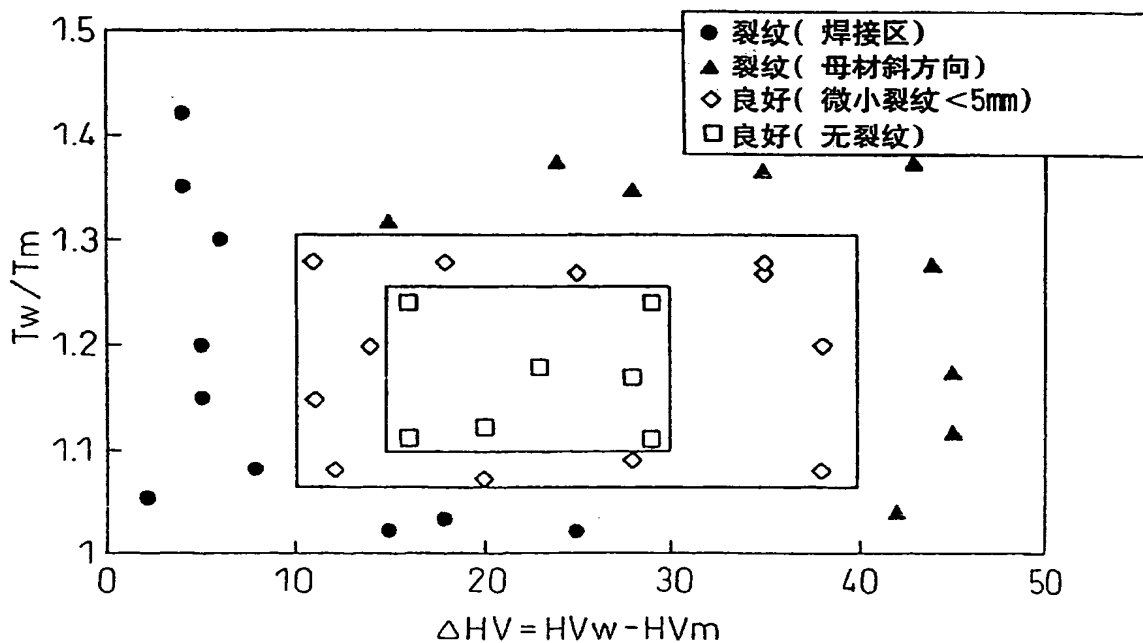


图5

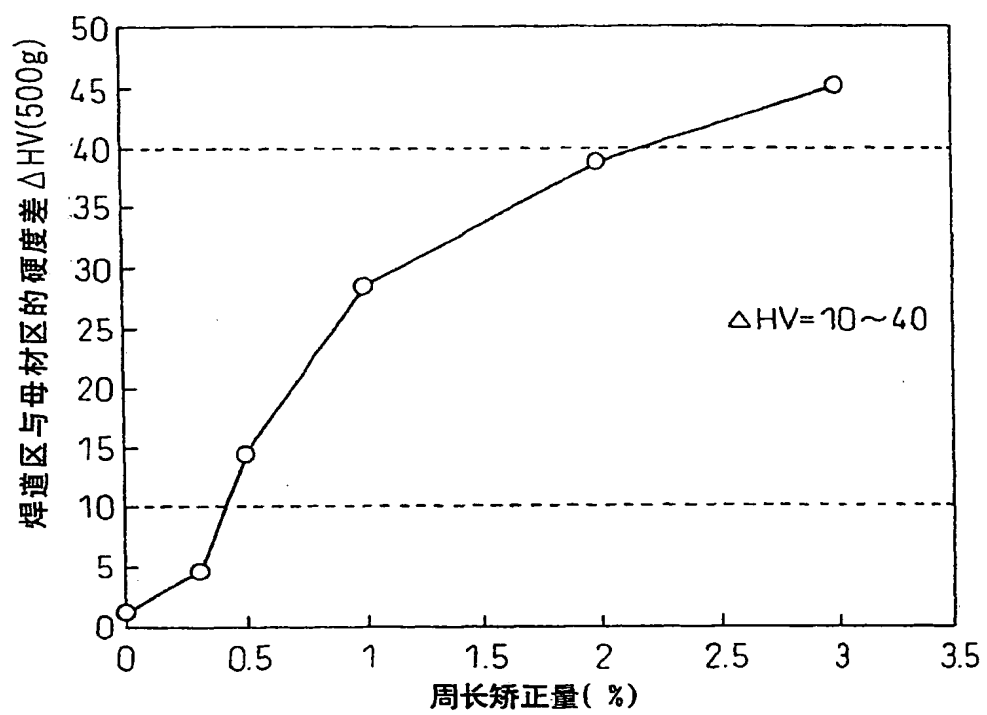


图6

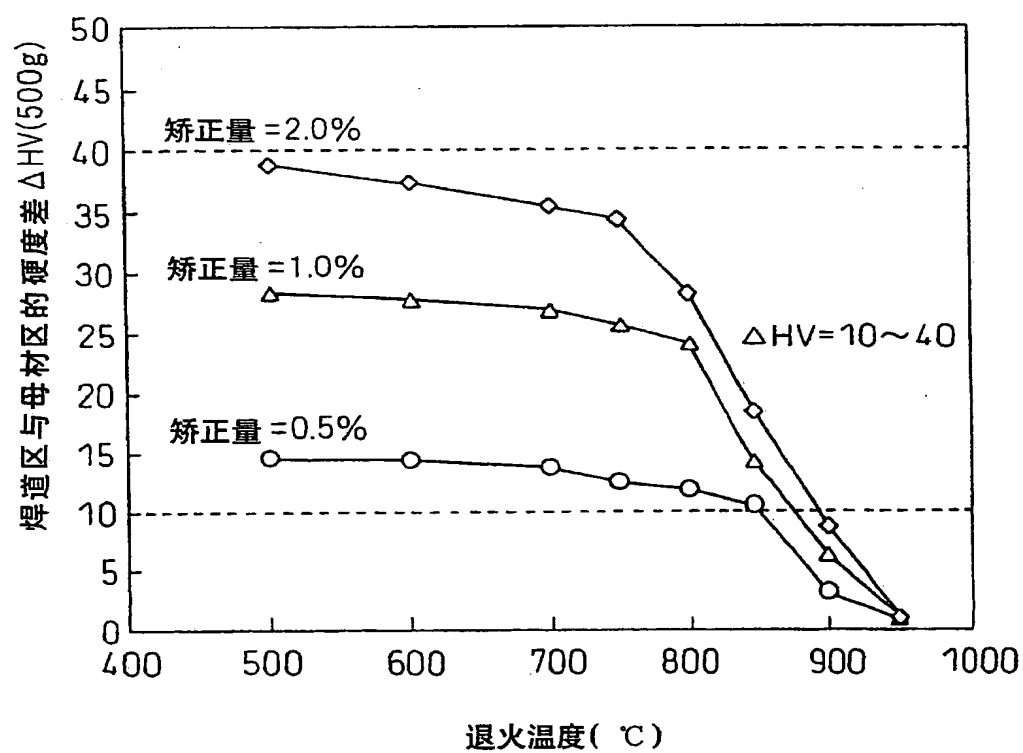


图7